

Załącznik nr 2

AUTOREFERAT

**Struktura krystaliczna i związane z nią własności fizyczne warstw grafenowych,
zsyntetyzowanych na powierzchniach polarnych SiC**

Dr inż. Jolanta Agnieszka Borysiuk
Oddział Fizyki i Technologii Nanostruktur
Półprzewodników Szerokoprzerwowych
Instytut Fizyki Polskiej Akademii Nauk

Spis treści:

1. Dane personalne.....	3
2. Wykształcenie i stopnie naukowe.....	3
3. Informacje o dotychczasowym zatrudnieniu.....	3
4. Wykaz opublikowanego cyklu artykułów stanowiących osiągnięcie naukowe, zgodnie z art. 16 ust. 2 ustawy z dnia 14 marca 2003 r. (Dz. U. Nr 65, poz. 595 z późn. zm.).....	3
4.1. Tytuł osiągnięcia naukowego.....	3
4.2. Lista publikacji stanowiących osiągnięcie naukowe	4
4.3. Omówienie celu naukowego wybranego cyklu publikacji i osiągniętych wyników wraz z omówieniem ich ewentualnego wykorzystania.....	4
Stan wiedzy przed podjęciem habilitacji.....	4
Najważniejsze wyniki naukowe stanowiące przedmiot habilitacji.....	7
Znaczenie wyników dla rozwoju wiedzy i zastosowań grafenu.....	14
5. Przebieg pracy naukowej.....	15
5.1. Dorobek naukowy do uzyskania stopnia doktora nauk technicznych.....	15
5.2. Dorobek naukowy po uzyskaniu stopnia doktora nauk technicznych.....	15
5.3. Działalność w innych tematykach badawczych.....	16
6. Literatura.....	17

1. Dane personalne

Jolanta Agnieszka Borysiuk

2. Wykształcenie i stopnie naukowe

Doktorat 2000 r. – Politechnika Warszawska, Wydział Inżynierii Materiałowej
Tytuł rozprawy doktorskiej: Badania defektów strukturalnych w wysokodomieszkowanym półprzewodniku GaAs:Te
Promotor: prof. dr hab. Jan A. Kozubowski

Wyższe 1995 r. – Politechnika Warszawska, Wydział Inżynierii Materiałowej
Tytuł pracy magisterskiej: Badania powierzchni płytek podłożowych z monokryształów GaAs i GaAs_{1-x}P_x z uwzględnieniem defektów tworzących się w trakcie wzrostu kryształów i w trakcie przygotowania powierzchni
Opiekun: prof. dr hab. Roman Stępniewski

3. Informacje o dotychczasowym zatrudnieniu

Od 2010 – Instytut Fizyki, Polska Akademia Nauk, fizyk;

Od 2008 – Wydział Fizyki, Uniwersytet Warszawski, specjalista naukowo-techniczny, starszy specjalista naukowo-techniczny;

2006 – 2010 Instytut Technologii Materiałów Elektronicznych, starszy specjalista inżynieryjno-techniczny, adiunkt;

2002 – 2005 Instytut Wysokich Ciśnień (Unipress), Polska Akademia Nauk, starszy specjalista, adiunkt;

2000 – 2001 Uniwersytet Erlangen-Norymberga, Department of Materials Science (Niemcy), staż podoktorski.

4. Wykaz opublikowanego cyklu artykułów stanowiących osiągnięcie naukowe, zgodnie z art. 16 ust. 2 ustawy z dnia 14 marca 2003 r. (Dz. U. Nr 65, poz. 595 z późn. zm.)

4.1. Tytuł osiągnięcia naukowego:

Struktura krystaliczna i związane z nią własności fizyczne warstw grafenowych, zsyntetyzowanych na powierzchniach polarnych SiC

4.2. Lista publikacji stanowiących osiągnięcie naukowe:

- H1.** J. Borysiuk, R. Bożek, W. Strupiński, A. Wysmołek, K. Grodecki, R. Stępniewski, J. M. Baranowski
“Transmission electron microscopy and scanning tunneling microscopy investigations of graphene on 4H-SiC(0001)”
Journal of Applied Physics 105 (2009) 023503 -1-5
- H2.** M. Tokarczyk, G. Kowalski, M. Możdżonek, J. Borysiuk, R. Stępniewski, W. Strupiński, P. Ciepielewski, J. M. Baranowski
„Structural investigations of hydrogenated epitaxial graphene grown on 4H-SiC(0001)”
Applied Physics Letters 103 (2013) 241915 -1-5
- H3.** J. Borysiuk, R. Bożek, K. Grodecki, A. Wysmołek, W. Strupiński, R. Stępniewski, J. M. Baranowski
“Transmission electron microscopy investigations of epitaxial graphene on C-terminated 4H-SiC”
Journal of Applied Physics 108 (2010) 013518 -1-6
- H4.** J. Borysiuk, J. Sołtys, J. Piechota
„Stacking sequence dependence of graphene layers on SiC(000 $\bar{1}$) – Experimental and theoretical investigation”
Journal of Applied Physics 109 (2011) 093523 -1-6
- H5.** J. Borysiuk, J. Sołtys, R. Bożek, J. Piechota, S. Krukowski, W. Strupiński, J. M. Baranowski, R. Stępniewski
„Role of structure of C-terminated 4H-SiC(000-1) surface in growth of graphene layers: Transmission electron microscopy and density functional theory studies”
Physical Review B 85 (2012) 045426 -1-7
- H6.** J. Sołtys, J. Borysiuk, J. Piechota, S. Krukowski
„Experimental and theoretical investigation of graphene layers on SiC(000 $\bar{1}$) in different stacking arrangements ”
Journal of Vacuum Science and Technology B 30 (2012) 03D117 -1-6
- H7.** J. Borysiuk, J. Sołtys, J. Piechota, S. Krukowski, J. M. Baranowski, R. Stępniewski
„Structural defects in epitaxial graphene layers synthesized on C-terminated 4H-SiC(000 $\bar{1}$) surface - Transmission electron microscopy and density functional theory studies”
Journal of Applied Physics 115 (2014) 054310 -1-8

4.3. Omówienie celu naukowego wybranego cyklu publikacji i osiągniętych wyników wraz z omówieniem ich ewentualnego wykorzystania

Stan wiedzy przed podjęciem habilitacji

Grafen jest materiałem pochodnym od grafitu, minerału znanego i używanego na przestrzeni kilkuset lat, dostępnym w złożach naturalnych [1]. Szczególne własności grafenu, materiału dwuwymiarowego, składającego się z pojedynczej warstwy atomów węgla

ułożonych w sześciokątne pierścienie i połączonych wiązaniami sp^2 zostały odpowiednio docenione po badaniach Andre'a Geima i Konstantina Novoselova [2-6]. Obaj naukowcy otrzymali w 2010 r. Nagrodę Nobla za separację i wyznaczenie podstawowych własności grafenu [4, 5]. Ogromny wzrost zainteresowania tym materiałem nastąpił po opublikowaniu wyników Geima i Novoselova w 2004 roku, jeszcze przed przyznaniem Nagrody Nobla. Impulsem do rozwoju badań grafenu było eksperymentalne wyznaczenie liniowych zależności dyspersyjnych, wskazujących na prędkość ruchu nośników (elektronów i dziur) wynoszącą $1/300$ prędkości światła ($c/300 \sim 1 \times 10^3$ km/s) [6]. Dało to nadzieję na otrzymanie superszybkich procesorów i innych urządzeń elektronicznych [7]. Dynamiczny rozwój badań grafenu doprowadził do określenia również innych własności pozwalających na potencjalne zastosowanie grafenu jako supertwardego materiału [7, 8], także jako elementu w przezroczystych elektrodach do ekranów dotykowych [9], hiperpojemnych kondensatorach [10] i generatorach terahercowych THz [11] czy też w sensorach molekularnych [12].

Wydzielenie grafenu jako materiału odrębnego od dobrze znanego grafitu przebiegało stopniowo i przez wiele lat prace naukowe nie odróżniały ściśle obydwu materiałów, czego przykładem są wczesne prace poświęcone pojedynczej warstwie grafitu [13, 14]. Obecnie przyjmuje się, że grafen jest materiałem dwuwymiarowym, złożonym z pojedynczej warstwy atomowej, natomiast grafit jest materiałem objętościowym. Cechą odróżniającą grafit od grafenu jest kwadratowa zależność dyspersyjna w punkcie K, standardowa dla typowych półprzewodników i metali. Własności grafenu, pozwalające na zastosowanie go w superszybkich przyrządach elektronicznych, spowodowały ogromne zainteresowanie tym materiałem i lawinowy wzrost liczby prac poświęconych jego badaniom. Liczba artykułów osiągnęła poziom kilku tysięcy rocznie, przy czym istotne jest to, że w znaczącej części są to prace publikowane w czasopismach o najwyższej renomie i najwyższym wskaźniku wpływu (tzw. impact factor) [15]. Fizyczne własności pojedynczej warstwy grafenu zostały wyjątkowo dobrze przebadane zarówno przy użyciu technik eksperymentalnych jak i różnych technik modelowania teoretycznego [16].

Zastosowanie pojedynczej warstwy grafenu jest technicznie trudne i wymaga umieszczenia jej na trwałym podłożu. Z tego względu poszukiwane były alternatywne sposoby uzyskania tego materiału. Osadzanie pojedynczych warstw grafenowych nie dawało się zastosować na skale produkcyjną więc opracowano metody otrzymywania warstw na podłożu w procesie syntezy. Istnieją dwie podstawowe techniki syntetyzowania - osadzanie z fazy gazowej przez pirolizę węglowodorów na podłożach, m.in. metali [6, 17-19] oraz sublimacja krzemu z SiC w procesie wysokotemperaturowego wygrzewania, zastosowana po raz pierwszy przez Walta de Heera [20]. W przypadku osadzania na powierzchniach metali istnieje konieczność dokonania separacji grafenu z powierzchni metali i następnie umieszczenia grafenu na izolującym podłożu, np. SiO_2 [21, 22]. Osadzanie na powierzchniach metali powoduje trudności techniczne i otrzymuje się dość niską jakość krystaliczną warstw, o ograniczonym rozmiarze. Otrzymywanie grafenu na podłożu z węgla krzemu wydaje się być optymalnym rozwiązaniem technologicznym [7]. Sublimacja krzemu z powierzchni SiC o odmiennej polarności prowadzi do powstawania warstw grafenowych, znacząco różniących się właściwościami. Takie układy węglowe są przedmiotem badań opisanych w prezentowanym cyklu artykułów.

Przed podjęciem badań będących przedmiotem habilitacji zostały już określone podstawowe cechy opisujące morfologię powierzchni i budowę krystaliczną grafenu otrzymanego na powierzchni krzemowej oraz węglowej SiC [20, 23]. Wykazano, że sublimacja krzemu z powierzchni krzemowej SiC(0001) prowadzi do powstania pokrycia powierzchni SiC trzema lub najwyżej czterema warstwami węglowymi o ułożeniu heksagonalnym zwartym AB (ułożenie Bernala) [24], po czym wzrost w zasadzie zatrzymuje się, niezależnie od warunków termodynamicznych procesu tzn. temperatury, ciśnienia gazu i

jego przepływu. Struktury grafenowe na powierzchni (0001) złożone z kilku warstw atomowych są stosunkowo silnie przymocowane do podłoża SiC. Na powierzchni SiC tworzy się warstwa buforowa, nazywana również warstwą zerową, składająca się z atomów węgla z pewną zawartością atomów krzemu, która jest kowalencyjnie związana z podłożem. Wiązanie kowalencyjne jest silne, a jego wpływ jest obserwowany w badaniach przy pomocy skaningowego mikroskopu tunelowego (STM). Na powierzchni grafenu jest rejestrowany charakterystyczny wzór 6×6 , o wektorze sieciowym 18 \AA [20, 25, 26]. Warstwy grafenowe o grubości do trzech warstw atomowych cechują się relatywnie wysoką jakością krystaliczną, natomiast warstwy grubsze posiadają znaczące gęstości defektów [23]. Powstawaniu defektów sprzyja szorstkość wyjściowa powierzchni węgla krzemu [23]. Zakładano, że grafen zarodkuje na stopniach SiC, przy czym wzrost warstw zachodzi poprzez zapadanie się powierzchni. Powodem zapadania się powierzchni jest warunek strukturalny, wymagający rozkładu trzech warstw (trzech podwójnych płaszczyzn) SiC, w których ilość atomów węgla jest wystarczająca do utworzenia pojedynczej warstwy grafenowej [27]. Zupełnie odmienne są podstawowe własności grafenu otrzymanego na powierzchni węglowej SiC(000 $\bar{1}$) [20, 23]. Wzrost warstw węglowych przebiega szybciej, bez zatrzymywania się procesu po osiągnięciu określonej liczby płaszczyzn. Szybkość wzrostu warstw silnie zależy od zastosowanych w procesie temperatur oraz ciśnienia gazu obojętnego (Ar). Możliwe jest uzyskanie pokrycia powierzchni SiC nawet kilkudziesięcioma płaszczyznami węglowymi. Warstwy te jednak odszczepiają się od podłoża przy zastosowaniu niewielkiej siły np. w procesie chłodzenia. Sprzyja to tworzeniu się wybrzuszeń (puckers, wrinkles), które tworzą gęstą siatkę defektową obserwowaną na powierzchni. Odszczepianie jest częściowo spowodowane brakiem warstwy buforowej i wiązania kowalencyjnego pomiędzy pierwszą warstwą węglową a podłożem SiC(000 $\bar{1}$). Jakość strukturalna takich warstw jest bardzo niska i dlatego w początkowym okresie badań nad grafenem na podłożu SiC stronę węglową pomijano zakładając, że jakość tej struktury nie pozwala na zastosowanie w elektronice. Zasadnicza zmiana nastąpiła po odkryciu wyższej o kilka rzędów wielkości ruchliwości nośników w warstwach grafenowych po stronie węglowej w porównaniu ze stroną krzemową, niezależnie od znacznie wyższej gęstości defektów na stronie SiC(000 $\bar{1}$) [24]. Badania magnetycznych pomiarów absorpcji wykazały obecność liniowej zależności dyspersyjnej dla grubych warstw grafenu na stronie (000 $\bar{1}$) węgla krzemu [28]. Badania te wzbudziły nadzieje na użyteczność syntezy grafenu na podłożach SiC do zastosowań w elektronice [29-31]. W pracach testowano różne metody prowadzące do otwarcia przerwy energetycznej w układzie grafenowym, które powodowałyby zamknięcie tranzystora. W konstrukcji tranzystora wykorzystywano m.in. zależność przerwy energetycznej grafenu od szerokości i zakończenia nanowstęg [30-33]. Innym interesującym rozwiązaniem była konstrukcja tranzystora na pojedynczych elektronach [34, 35]. Wykorzystywano również zależność własności elektronowych dwuwarstwy węglowej w konstrukcji tranzystora [36, 37]. Zastosowano także możliwość adsorpcji gazów na powierzchni grafenu np. wodoru, prowadzącą do powstania graphanu [38, 39] lub tlenku grafenu [40]. Takie zjawiska również powodowały pojawienie się przerwy energetycznej, jednak żadna z tych metod nie doprowadziła do otwarcia przerwy na szerokość większą niż 360 meV, niezbędną do integracji z elektroniką krzemową [41]. Zastosowanie metod chemicznych pozwalało na pewien postęp [42, 43], podobnie jak możliwość domieszkowania lub tworzenia roztworów stałych z innymi pierwiastkami [44, 45]. Należy zauważyć, że rozwiązania te pozostawały w sferze propozycji na poziomie modelowania *ab initio*, bez wskazania ich technicznej realizacji. Wzbudza to poważne wątpliwości co do możliwości ich praktycznego zastosowania.

Opisane próby technicznej realizacji tranzystorów i innych urządzeń opartych na grafenie wskazują na podstawowy charakter zależności dyspersyjnych i ich związek z budową strukturalną. Istotny jest również wpływ podłoża SiC na zależności dyspersyjne osadzanych warstw węglowych. Innym ważnym zagadnieniem jest struktura defektowa warstw grafenowych. W przeciwieństwie do nadziei wyrażanych we wstępnym okresie przez K. A. Novoselova [5], warstwy grafenu zawierają dużą liczbę różnego rodzaju defektów strukturalnych. Jak pokazały badania omówione poniżej, związek pomiędzy strukturą defektową grafenu, szczególnie na stronie (0001) węgla krzemu, a zależnościami dyspersyjnymi jest znacznie silniejszy niż w typowych półprzewodnikach i ma to związek z dwuwymiarową strukturą uzyskiwaną w warstwowym materiale. Dlatego też moja praca badawcza sprawozdawana w habilitacji była w znakomitej większości poświęcona tym zagadnieniom. Przed podjęciem badań będących przedmiotem tej habilitacji nie było zbyt wielu obserwacji elektronomikroskopowych TEM, które opisywałyby budowę krystaliczną cienkich warstw grafenowych.

W pracy używałam technik mikroskopii elektronowej do określenia własności różnych układów syntetyzowanych na podłożach SiC. Z tego względu chciałabym podziękować dr. Włodzimierzowi Strupińskiemu z Instytutu Technologii Materiałów Elektronicznych (ITME) za dostarczenie większości próbek grafenowych. Praca badawcza była również prowadzona we współpracy z dr. Jakubem Sołtysiem i dr. Jackiem Piechotą z grupy prof. Stanisława Krukowskiego z Interdyscyplinarnego Centrum Modelowania Matematycznego i Komputerowego Uniwersytetu Warszawskiego (ICM UW), którzy wykonali część dotyczącą modelowania przy pomocy metody teorii funkcjonału gęstości DFT (density functional theory). Wyniki DFT stanowią część pracy doktorskiej J. Sołtysa [46]. Badania mikroskopowe TEM wykonywałam przy użyciu transmisyjnego mikroskopu elektronowego JEOL JEM 3010, znajdującego się na Wydziale Inżynierii Materiałowej Politechniki Warszawskiej i będącego pod opieką dr hab. Elżbiety Jezierskiej, prof. PW.

Najważniejsze wyniki naukowe stanowiące przedmiot habilitacji

Zgodnie z zasadniczym kierunkiem badań nad epitaksjalnym grafenem na powierzchniach SiC, pierwszy artykuł z cyklu [H1] był poświęcony własnościom warstw węglowych otrzymanych przez sublimację krzemu z powierzchni 4H-SiC(0001). Proces był przeprowadzony w reaktorze Epigress VP508 według zmodyfikowanej metody Wu et al. [47, 48]. Badania strukturalne przy zastosowaniu technik mikroskopii sił atomowych AFM i skaningowej mikroskopii tunelowej STM były wykonane w Zakładzie Fizyki Ciała Stałego Uniwersytetu Warszawskiego przez mgr. Rafała Bożka z grupy prof. dr. hab. Romana Stępniewskiego. Pomiar morfologii powierzchni 4H-SiC(0001) wykazały obecność stopni atomowych przed i po wygrzewaniu. O obecności warstwy grafenowej po wygrzewaniu świadczyło pojawienie się charakterystycznej struktury periodycznej 6×6 , widocznej w pomiarach skaningowego mikroskopu tunelowego (STM). Warstwa grafenowa była naprężona w stosunku do podłoża, a efekt pofałdowania powierzchni był obecny w rekonstrukcji powierzchni 6×6 , o wektorze sieciowym $17.5 \pm 1.5 \text{ \AA}$. Wyniki te potwierdzały możliwość otrzymania standardowych warstw grafenu na powierzchni krzemowej. Prowadzone przeze mnie obserwacje przy użyciu transmisyjnej mikroskopii elektronowej (TEM) wskazały na obecność pierwszej warstwy węglowej umieszczonej w odległości $2 \pm 0.2 \text{ \AA}$ ponad powierzchnią SiC. Została zidentyfikowana węglowa warstwa buforowa, kowalencyjnie związana z powierzchnią węgla krzemu. Obecność wiązania kowalencyjnego może potwierdzać zmierzona odległość 2 \AA , która jest podobna do długości wiązania Si-C w SiC i wynosząca 1.89 \AA . Określono również odległości pomiędzy pozostałymi warstwami węglowymi na $3.3 \pm 0.2 \text{ \AA}$. Były one bliskie odległościom pomiędzy

warstwami w graficie wynoszącym 3.35 Å [49]. Stwierdzono, że warstwy węglowe mają własności związane z obecnością wiązań kowalencyjnych sp^2 w warstwie i z siłami Van der Waalsa pomiędzy warstwami, analogicznie jak w kryształach grafitu, natomiast warstwa buforowa ma własności wynikające z obecności wiązania kowalencyjnego sp^3 .

Dodatkowo przebadano strukturę warstw węglowych na powierzchniach SiC odchylnych o 4° od osi [0001]. Zaobserwowano, że warstwy węglowe zachowują ciągłość na stopniach i tarasach, co świadczy o znacznej jednorodności pokrycia powierzchni SiC przez płaszczyzny węglowe. Praca [H1] pozwoliła na uzyskanie zasadniczego mikroskopowego obrazu budowy warstw grafenowych tworzących się na stronie krzemowej.

Drugi artykuł z cyklu [H2] jest również poświęcony warstwom grafenowym na powierzchni krzemowej SiC(0001). Praca powstała znacznie później i była związana z odkrytym procesem uwodornienia grafenu epitaksjalnego na powierzchni SiC(0001), który prowadzi do transformacji warstwy buforowej oraz do znacznego zwiększenia ruchliwości nośników w warstwach węglowych [50-53]. Próbkę do badań strukturalnych były otrzymywane za pomocą procesów sublimacji krzemu [47, 48] oraz pirolitycznego osadzania węgla z fazy gazowej [54] na powierzchni SiC(0001). Część próbek była przygotowana podobnie do tych, opisanych w artykule [H1]. Próbkę z warstwą grafenową były uwodorniane w tym samym urządzeniu do epitaksji, w temperaturze 1100°C i przy ciśnieniu wodoru 900 mbar. Warstwy grafenowe były następnie pozbawiane wodoru poprzez wygrzewanie w temperaturze ok. $1000-1050^\circ\text{C}$, w atmosferycznym ciśnieniu argonu. Badania własności warstw obejmowały pomiary efektu Ramana, które były wykonane przez dr. Kacpra Grodeckiego pod kierunkiem dr. hab. Andrzeja Wysmołka, prof. UW z Wydziału Fizyki UW oraz przez dr. Pawła Ciepielewskiego z Instytutu Technologii Materiałów Elektronicznych (ITME). Badania strukturalne przy zastosowaniu dyfraktometrii rentgenowskiej XRD wykonał mgr Mateusz Tokarczyk pod kierunkiem dr. hab. Grzegorza Kowalskiego z Wydziału Fizyki UW. Pomiary FTIR wykonała mgr Małgorzata Możdżonek z Instytutu Technologii Materiałów Elektronicznych (ITME). Badania pomiaru efektu Ramana i spektroskopii furierowskiej w podczerwieni (FTIR) wykazały w uwodornionych warstwach grafenowych obecność naprężonych warstw grafenu i obecność wodoru po procesie uwodornienia. Wyniki wskazywały na to, że wiązania Si-H są równoległe do osi [0001], tzn. są prostopadłe do powierzchni SiC(0001). Z przeprowadzonych pomiarów rentgenowskich określono odległości pomiędzy warstwami grafenu: po syntezy wynosiły one 3.400 ± 0.025 Å, po uwodornieniu wynosiły 3.600 ± 0.025 Å, natomiast po usunięciu wodoru były równe 3.35 ± 0.025 Å. W wyniku uwodornienia nastąpiło zwiększenie odległości międzypłaszczyznowych d_{0002} w warstwach grafenowych.

Badania TEM dostarczyły mikroskopowego obrazu procesu. Wykazano, że warstwa buforowa zanika, prawdopodobnie ulegając rekonstrukcji. Ponadto nastąpiło zwiększenie odległości pomiędzy warstwami węglowymi z 3.4 Å do $3.8-3.9 \pm 0.2$ Å. Ten pomiar wskazuje na interkalację wodoru w przestrzeni pomiędzy warstwami węglowymi. Znikanie warstwy buforowej jest związane z wysyceniem wiązań poprzez dołączenie atomów wodoru do atomów węgla i transformacją w warstwie buforowej do wiązania sp^2 .

Dodatkowe badania ramanowskie wykazały, że w procesie usuwania wodoru złamanie wiązań pomiędzy atomami wodoru a atomami węgla odbywa się kosztem znacznego zwiększenia gęstości defektów w warstwach grafenowych. Obserwowane jest to w rozpraszaniu Ramana jako wzrost intensywności pasma D. Wygrzewanie usuwające wodór powoduje również zmniejszenie odległości pomiędzy warstwami grafenowymi do wartości typowej dla grafitu w ułożeniu AB ($d_{0002}=3.35$ Å). Wyniki badań TEM, dyfrakcji elektronów o niskiej energii (LEED) [55] oraz skaningowej mikroskopii tunelowej (STM) [24, 56] są spójne; warstwy grafenowe syntetyzowane po stronie Si charakteryzują się ułożeniem

heksagonalnym zwartym AB, typowym dla grafitu [1, 23]. Ułożenie to nie ulega zasadniczej zmianie podczas procesów wprowadzania i usuwania wodoru w wysokich temperaturach.

Wyniki opisane w artykule [H2] pozwoliły na uzyskanie obrazu mikroskopowego zmian zachodzących w warstwach grafenowych na powierzchni krzemowej SiC(0001) pod wpływem wodoru i przyczyniły się do wyjaśnienia mechanizmu atomowego tego procesu.

Kolejny artykuł wchodzący w skład habilitacji [H3] jest jedną z pierwszych publikacji poświęconych badaniom TEM warstw węglowych, utworzonych na powierzchni węglowej SiC(000 $\bar{1}$). Warstwy węglowe były syntetyzowane w wyniku sublimacji krzemu z powierzchni kryształu 4H-SiC o orientacji bliskiej osiowej [000 $\bar{1}$] i z powierzchni odchylonej o 8° od osi [000 $\bar{1}$]. Badania strukturalne pozwoliły określić wpływ stopni atomowych powierzchni odchylonej na przebieg i wyniki procesu syntezy sublimacyjnej grafenu. Charakteryzację strukturalną wykonano przy użyciu technik mikroskopowych AFM i TEM oraz pomiaru rozproszenia Ramana.

Porównywane warstwy grafenowe były otrzymane w dwu różnych temperaturach 1425°C i 1600°C, przy zastosowaniu podobnego czasu wygrzewania 30-40 min. Wygrzewanie SiC spowodowało powstanie warstw węglowych znacząco różniących się morfologią. Warstwy otrzymane w temperaturze niższej 1425°C były bardzo cienkie i miejscami nieciągłe, natomiast warstwy otrzymywane w temperaturze wyższej 1600°C były grube i pokrywały całą powierzchnię węgla krzemu. Nie zaobserwowano zasadniczego wpływu orientacji powierzchni na grubość otrzymanych warstw.

Pomiar przy użyciu AFM powierzchni warstw grafenowych otrzymanych w niższej temperaturze wskazywał na współistnienie obrazu stopni atomowych o wysokości równej stałej sieciowej c ($c_{\text{SiC}} = 1.0053$ nm). W przypadku grubych warstw grafenowych, syntetyzowanych w wysokiej temperaturze, obrazy AFM pokazywały strukturę powierzchniową złożoną z gęstej sieci zmarszczek (wybrzuszeń) o różnej wysokości, w której można było wyróżnić domeny poprzecinane gęstą siecią mniejszych struktur. Różnice w rozpraszaniu Ramana, widoczne w postaci przesunięcia energii pasma 2D, wskazują na związek struktury powierzchniowej z istniejącymi naprężeniami w warstwach węglowych. W grubych warstwach grafenowych obserwuje się większy stopień relaksacji naprężeń niż w warstwach cieńszych, silniej związanych z podłożem.

Obserwacje TEM dostarczyły mikroskopowego obrazu warstw węglowych. Wyniki te wskazują, że pierwsza warstwa grafenowa znajduje się w znacznej odległości od powierzchni SiC tj. w odległości 3.0 ÷ 3.2 Å. Odległość ta wyklucza istnienie wiązania kowalencyjnego pomiędzy warstwą grafenową a powierzchnią SiC, co wyjaśnia słabe związanie warstw z powierzchnią (000 $\bar{1}$) węgla krzemu. W przypadku grubych warstw grafenowych, w obszarze zmarszczek, obserwuje się kilkunanometrowej wysokości odszczepienia warstw od powierzchni SiC. Odległości pomiędzy poszczególnymi płaszczyznami węglowymi wynoszą około 3.3 ÷ 3.6 Å i są w zasadzie identyczne dla warstw przylegających do powierzchni jak i dla zmarszczek. Wyniki te wskazują na silniejsze związanie poszczególnych płaszczyzn węglowych i słabe związanie ich z powierzchnią. Dodatkowe obserwacje TEM dotyczą struktury warstw węglowych na powierzchni o orientacji odchylonej o 8° od osi [000 $\bar{1}$]. Na tego typu powierzchniach obserwuje się dość znaczne pokrycie warstwami węglowymi, przy czym w pobliżu stopni atomowych i makrostopni liczba warstw węglowych ulega zmianie; pojawiają się nieciągłości w ułożeniu płaszczyzn węglowych. Dyfrakcja elektronowa TEM wykazuje znaczny stopień nieuporządkowania w warstwach. Zjawiska takie występują niezależnie od orientacji powierzchni i wskazują na to, że jest to efekt charakterystyczny dla samych warstw. Jest to skorelowane ze zwiększeniem odległości pomiędzy płaszczyznami węglowymi do około 3.7 Å, spowodowane odsuwaniem się od siebie warstw grafenowych.

Wyniki opisane w artykule [H3] pozwoliły określić podstawowe cechy struktur grafenowych, zsyntetyzowanych na powierzchni węglowej $4H\text{-SiC}(000\bar{1})$.

Następny artykuł [H4] jest poświęcony wyjaśnieniu związku pomiędzy budową krystaliczną grubych warstw węglowych na powierzchni $\text{SiC}(000\bar{1})$ a ich własnościami elektronowymi, wykazującymi liniowe zależności dyspersyjne w pomiarach magnetycznych [28]. W artykule [H3] wskazano na to, że nieznaczne zmiany odległości międzypłaszczyznowych w grubych warstwach węglowych są spowodowane pewnym stopniem nieuporządkowania, którego oznaką może być występowanie innych typów struktury. Obserwacje wysokorozdzielcze TEM (HRTEM) ujawniły, że niezależnie od dominującego ułożenia heksagonalnego zwartego AB, w warstwach również jest obecne ułożenie heksagonalne proste AA oraz ułożenie trygonalne ABC. Wykonano symulacje komputerowe obrazów HRTEM przy użyciu programu JEMS [57] i uzyskano dość dobrą zgodność wyników teoretycznych z doświadczalnymi. Obserwacje TEM wskazały na technologiczną możliwość otrzymania zarówno stabilnej odmiany heksagonalnej AB jak i metastabilnych odmian AA oraz ABC. Możliwość występowania w grafenie ułożenia AA została również zasygnalizowana przez Norimatsu i Kusunoki [58], jednak dotyczyło to warstw grafenowych otrzymanych na powierzchni krzemowej SiC, w sąsiedztwie stopni o niewielkich rozmiarach.

Dla różnych sekwencji ułożenia warstw grafenowych wykonano również symulacje przy pomocy metody teorii funkcjonału gęstości DFT i rezultaty te zamieszczono w pracy [H4]. Z obliczeń wynika, że liniowa zależność dyspersyjna w pobliżu punktu K jest związana z zachowaniem heksagonalnej symetrii warstw w ułożeniu AA. Wyniki te są zgodne z obliczeniami innych autorów, którzy postulowali że ułożenie AA prowadzi do zamknięcia przerwy i pojawienia się liniowych zależności dyspersyjnych [59-61]. Taka zależność występuje również w przypadku adsorpcji atomów wodoru na powierzchni grafenu, gdy jest zachowana symetria heksagonalna układu tzn. nad każdym atomem węgla znajduje się atom wodoru. Jeśli adsorpcja atomów wodoru zachodzi w położeniach, które znoszą symetrię heksagonalną lub obecne są sąsiednie warstwy węglowe dające ułożenie w sekwencji AB lub ABC to zmiany takie powodują otwarcie przerwy i zmianę zależności dyspersyjnej na nieliniową, wraz z pojawieniem się niezerowej masy nośników. W artykule [H4] wykazano również, że obecność podłoża SiC nie zmienia zależności dyspersyjnych w warstwach grafenowych.

Wyniki zamieszczone w publikacji [H4] dotyczące grubych warstw grafenowych na stronie $(000\bar{1})$ węgla krzemu wskazują na możliwość syntezy warstw w ułożeniu AA z liniową zależnością dyspersyjną.

Artykuł [H5] jest poświęcony badaniom warstw grafenowych na powierzchni węglowej $\text{SiC}(000\bar{1})$ oraz modelowaniu procesów kinetycznych zachodzących na powierzchni. Praca charakteryzuje otrzymane struktury węglowe i przedstawia termodynamiczny mechanizm syntezy warstw grafenowych, otrzymanych w procesie sublimacji krzemu z powierzchni SiC. Wielkoskalowy obraz tych warstw, otrzymany za pomocą mikroskopii optycznej oraz mikroskopii sił atomowych AFM, wskazuje na znaczny stopień pofałdowania powierzchni, już poprzednio opisany w pracach [H3, 62].

Wyniki TEM potwierdziły wcześniej obserwowaną strukturę warstw węglowych na powierzchni $\text{SiC}(000\bar{1})$, zarówno ich wzajemne ułożenie jak i odległości [H4, H3]. Zidentyfikowano wpływ morfologii powierzchni $4H\text{-SiC}(000\bar{1})$ na strukturę warstw grafenowych, powstających w wyniku sublimacji atomów Si. Określono związek pomiędzy stanem powierzchni SiC (obecnością pojedynczych stopni atomowych, wielostopni i makrostopni) a pojawianiem się strukturalnych defektów w warstwach grafenowych. Jednym z charakterystycznych defektów są odwarstwienia i zagięcia warstw grafenowych, tworzące

się przy powierzchni podłoża SiC. Innym rodzajem defektów są dyslokacje występujące na międzypowierzchniach, gdy następuje przejście od struktury SiC do struktury grafenu C. Przykładowe sposoby rozmieszczenia warstw grafenowych względem płaszczyzn (powierzchni) SiC zamieszczone są w artykule [H5] i pokazują płaszczyzny grafenowe (0001) usytuowane prawie prostopadle do powierzchni SiC, równoległe do krawędzi makrostopnia oraz ułożone równoległe do płaszczyzn (0001) SiC (rys. 7). Dodatkowo są przedstawione schematy opisujące wzajemne relacje płaszczyzn grafenowych i płaszczyzn SiC uwzględniające ułożenie atomów w badanych układach. Obrazy defektów przedstawione w artykule [H5] wskazują na znaczne zróżnicowanie defektów w zależności od struktury stopni występujących na powierzchni SiC.

Obliczenia wykonane dla strony węglowej za pomocą metody teorii funkcjonału gęstości DFT pokazały, że adsorpcja (przyłączenie) nadmiarowych atomów węgla przekształca górną, powierzchniową warstwę atomów węgla kryształu SiC do konfiguracji płaskiej, typowej dla wiązania sp^2 . W wyniku procesu adsorpcji zostaje jednocześnie uwolniony atom Si, w procesie zachodzącym bez bariery energetycznej. Powstaje zarodek nowej warstwy grafenowej. Proces taki może zachodzić w dowolnym miejscu na powierzchni o polarności C węgla krzemu. Z obliczeń DFT wynika również, że dyfuzja atomów węgla jest zasadniczo niemożliwa na powierzchni SiC o polarności węglowej, gdyż opisany proces powoduje silne związanie atomów węgla. Wyniki te wskazują natomiast, że zachodzi dyfuzja atomów Si w stosunkowo wysokiej temperaturze $\sim 1600^\circ\text{C}$. Nadmiarowe atomy węgla działają jako centra nukleacji tworzącej się nowej warstwy grafenu. Na powierzchni SiC o polarności C nie tworzy się warstwa buforowa (warstwa zerowa). Ze względu na dużą odległość pomiędzy warstwą grafenu a podłożem SiC powstaje kanał dla efektywnej dyfuzji poziomej atomów Si w obszarze poniżej warstwy grafenowej. Tak uwolnione atomy Si wydyfundowują z tarasów. Zjawisko to może zachodzić silniej wzdłuż defektów, którymi mogą być kanały utworzone przez zagięcia (wybrzuszenia) warstw grafenowych. Wiązania sp^2 atomów węgla są tworzone stopniowo we wzrastających płaszczyznach grafenowych i przyczyniają się do wbudowywania naprężeń w rosnące warstwy grafenu, odrywając je od podłoża SiC i częściowo powodując tworzenie się zagięć (wybrzuszeń). Alternatywna, prosta sublimacja atomów Si z warstwy powierzchniowej węgla krzemu wymaga bezpośredniego zerwania trzech wiązań Si z atomami węgla w SiC oraz pokonania wysokiej bariery energetycznej (powyżej 6eV). To sprawia, że kanał ten jest nieefektywny i nie odgrywa istotnej roli w sublimacji krzemu i tworzeniu warstw grafenowych. Obliczona metodą DFT struktura atomowa powierzchni $4H\text{-SiC}(000\bar{1})$ oraz energia powierzchniowa zaadsorbowanych atomów Si i C jest przedstawiona na rys. 3 w artykule [H5].

Wyniki opublikowane w pracy [H5] pozwoliły na konstrukcję spójnego obrazu wzrostu warstw grafenowych na powierzchni węglowej SiC(000 $\bar{1}$). Wykazano, że nukleacja warstw grafenowych zachodzi w warunkach nadmiaru węgla, tzn. przy ucieczce krzemu, przy czym dla tego procesu nie jest konieczna obecność stopni. W zasadzie nukleacja grafenu może zachodzić również na powierzchni tarasów. Uwalnianie krzemu prowadzi do obniżania się powierzchni SiC, ponieważ utworzenie jednej płaszczyzny węglowej wymaga rozkładu trzech warstw atomowych węgla. Proces taki preferuje tworzenie kanałów, którymi wydyfundowuje krzem. Efektywnymi kanałami dyfuzji krzemu są zagięcia i odszczepienia warstw węglowych od powierzchni. Dyfuzja krzemu zachodzi bez względu na istniejącą liczbę warstw węglowych na powierzchni i prowadzi do powstania grubych, liczących kilkadziesiąt płaszczyzn warstw grafenowych. Proces zarodkowania warstwy grafenowej o wiązaniach sp^2 w obecności nadmiaru węgla zachodzi bez bariery energetycznej i skutkuje powstaniem wielu centrów wzrostu na powierzchni SiC(000 $\bar{1}$). Rozrost i koalescencja wysp przy niedopasowaniu sieciowym grafenu i SiC powoduje tworzenie się dużej liczby granic międzydomenowych i defektów związanych z obrotem warstw [63-66].

Artykuł [H6] jest poświęcony dalszej analizie własności epitaksjalnych warstw grafenowych na powierzchni $4H$ -SiC o polarności węglowej ($000\bar{1}$), wytworzonych w procesie sublimacji krzemu. W analizie użyto, podobnie jak w poprzednich pracach, mikroskopii elektronowej TEM oraz obliczeń *ab initio*.

Wyniki TEM wskazują, że sekwencja ułożenia płaszczyzn węglowych na SiC($000\bar{1}$) jest przeważnie typu heksagonalnego zwartego AB lub trygonalnego ABC. Dodatkowo na obrazach planarnych (powierzchniowych) TEM obserwuje się skrócenie warstw węglowych wokół osi $[0001]$ o kąt bliski 30° . W zarejestrowanych przypadkach warstwy grafenowe są wzajemnie obróconymi podwójnymi płaszczyznami, występującymi w sekwencji ułożenia AB. Możliwe są również obroty pojedynczych płaszczyzn grafenowych. Efekt skrócenia płaszczyzn wskazuje na istnienie silnie zróżnicowanego lokalnego przekrycia funkcji falowych atomów sąsiednich warstw węglowych w wielopłaszczyznowej strukturze grafenowej. Skrócenie pomiędzy pojedynczymi płaszczyznami prowadzi do utworzenia dodatkowego ułożenia turbostratycznego AA', opisanego teoretycznie [67-69] oraz potwierdzonego doświadczalnie [28, 70]. Przerwa energetyczna dla ułożenia AA' jest zamknięta i wykazuje liniową dyspersję w pobliżu punktu K.

Opublikowane w artykule [H6] wyniki modelowania DFT potwierdzają istnienie liniowej relacji dyspersyjnej w układzie złożonym z podwójnej warstwy o ułożeniu AB, w której pojedyncze płaszczyzny węglowe o sekwencjach A i B są obrócone względem siebie o kąt 27.7° lub 32.2° . Obrót pojedynczych płaszczyzn węglowych zmienia relacje dyspersyjne w pobliżu punktu K z parabolicznych na liniowe, co jest związane z przywróceniem symetrii heksagonalnej w sensie średnim. Obok obrotu także zmiana odległości między-płaszczyznowych w ułożeniach AB i ABC może spowodować pojawienie się liniowych zależności dyspersyjnych. Taki efekt występuje przy rozsunięciu poszczególnych płaszczyzn na odległość większą niż 4.8 \AA . W tym przypadku płaszczyzny w danych sekwencjach ułożeniach można potraktować jako pojedyncze i izolowane. W przeciwieństwie do przewidywań teoretycznych, rozsunąć płaszczyzn na tak duże odległości nie zaobserwowano w pomiarach mikroskopowych TEM. Zazwyczaj rozsunienia wynosiły $3.3 \div 3.6 \text{ \AA}$, a więc były bliskie teoretycznej odległości pomiędzy warstwami w graficie ($d_{0002} = 3.35 \text{ \AA}$).

Ostatni artykuł cyklu [H7] opisuje krystalograficzne cechy przypadkowego ułożenia warstw węglowych na powierzchni $4H$ -SiC o polarności ($000\bar{1}$). Praca ta korzysta z wyników zamieszczonych w dwóch poprzednich artykułach [H5] i [H6], dodatkowo również z opracowań innych autorów, dotyczących kinetycznych aspektów wzrostu warstw grafenowych, wytworzonych w procesie sublimacji krzemu z powierzchni węglowej SiC($000\bar{1}$) [71-76]. Otrzymane wyniki wskazują na obecność obrotu wielu płaszczyzn o duże kąty, przy czym rotacja płaszczyzn zależy od sposobu zrastania się segmentów warstw. Takie warstwy grafenowe są złożone z domen o rozmiarach od kilkunastu nanometrów [77] do ułamka milimetra [63]. Zidentyfikowano skomplikowaną strukturę domen, obróconych względem siebie o kąt bliski 30° . Pokazano obraz HRTEM granicy pomiędzy domenami i zilustrowano to analizą krystalograficzną. Z analizy wynika, że obserwowana granica wysokokątowa ma bardziej złożoną strukturę krystalograficzną niż postulowana w innych artykułach granica, zawierająca wyłącznie pary (5-7). Podobne granice były również obserwowane przez innych autorów i wykazano, że na pewnego typu granicach zachodzi gromadzenie się ładunku elektrycznego [75, 78].

W artykule [H7] zaprezentowano również obrazy wysokorozdzielcze HRTEM, pokazujące sposób ułożenia płaszczyzn grafenowych w sekwencji AB wraz z odpowiadającą temu ułożeniu symulacją komputerową. Kolejne wyniki ilustrują obecność dyslokacji krawędziowych o wektorze Burgersa $\vec{b} = 1/3 \langle 11\bar{2}0 \rangle$ w warstwie posiadającej sekwencję ułożenia płaszczyzn AB. Niezbyt duża odległość pomiędzy kolejnymi dyslokacjami,

wynosząca około 8 nm, świadczy o występowaniu granicy niskokątowej w obszarach różniących się nieznacznie orientacją. Obok granic nisko- i wysokokątowych pomiędzy domenami, w obszarze samych domen obserwuje się obrotowe błędy ułożenia. Identyfikacja takich obszarów na obrazach TEM jest możliwa przy pomocy obserwacji prążków moiré, powstających poprzez nałożenie się obrazów sieci atomowych obróconych względem siebie o pewien kąt. Przeprowadzona analiza krystalograficzna wybranych obszarów wykazała, że obroty są bliskie 5° , 10° oraz 30° ; są więc inne niż obrót translacyjny o 60° , typowy dla rodziny płaszczyzn $\{1\bar{1}00\}$ w płaszczyźnie bazowej (0001), tzn. względem osi sześciokrotnej [0001].

W artykule [H7] oprócz badań mikrostrukturalnych zamieszczono także wyniki modelowania DFT, w których określono własności dyspersyjne podwójnych układów atomowych warstw węglowych, ułożonych w sekwencji AB+AB i AB+BA, obróconych o kąt 27.7° oraz 32.2° . Wyniki obliczeń wskazują na to, że obroty podwójnych warstw AB względem innych warstw AB (BA) o kąt 27.7° lub 32.2° prowadzą do relacji dyspersyjnej o charakterze nieliniowym (parabolicznym) w pobliżu punktu K. W przypadku warstw AB, w których obroty o takie same kąty ograniczone są tylko do pojedynczych płaszczyzn (0001), otrzymuje się liniową relację dyspersyjną [H6]. Obliczenia te potwierdzają hipotezę Sprinkle'a, opisującą liniową relację dyspersyjną w przypadku obrotów płaszczyzn o duże kąty [79]. Zaprezentowane w artykułach [H4], [H6] i [H7] wyniki obliczeń potwierdzają także hipotezę o związku heksagonalnej symetrii warstw grafenu z brakiem przerwy energetycznej i liniową zależnością dyspersyjną w pobliżu punktu K.

Rezultaty badań opisane w artykułach [H4] i [H6] wskazują na możliwość uzyskania liniowych zależności dyspersyjnych w warstwach grafenowych tylko poprzez zsyntetyzowanie warstw węglowych w ułożeniu AA lub AA'. Otrzymanie takich struktur umożliwi osiągnięcie wysokiej ruchliwości nośników, którą raportowano w warstwach hodowanych na stronie węglowej. Zastosowanie tranzystorów grafenowych w układach logiki cyfrowej lub w procesorach wymaga opracowania techniki otwarcia i zamknięcia tranzystora. Tradycyjne metody stosowane w tranzystorach polowych wykorzystują zmianę położenia poziomu Fermiego. W przypadku grafenu, gdzie istnieje dyspersja liniowa i przerwa jest zerowa, zmiana położenia poziomu Fermiego nie powoduje zamknięcia tranzystora. Jedną z proponowanych metod otwarcia przerwy jest zastosowanie pola elektrycznego, równoległego do powierzchni grafenu [80]. Jest to jednak stosunkowo trudne, ponieważ uzyskanie przerwy rzędu 300 meV wymaga przyłożenia wysokiego pola elektrycznego [41, 80]. Takie rozwiązanie daje nadzieję na uzyskanie logiki komputerowej w przyszłości.

Wyniki opisane w ostatnich dwóch artykułach cyklu [H6] i [H7] wskazują, że zastosowanie w elektronice grafenu hodowanego na polarnych powierzchniach SiC wymaga wykonania szeregu prac badawczych i pewnego postępu w technologii otrzymywania tego materiału. Grafen turbostratyczny o ułożeniu AA' jest materiałem o niskiej jakości, który nie może służyć do budowy szybkich urządzeń elektronicznych. Poprawienie jakości poprzez zwiększenie domen również nie prowadzi do polepszenia własności. Bardziej perspektywiczną drogą jest uzyskanie obszarów o ułożeniu AA i zastosowanie zaawansowanych metod procesowania w celu wykorzystania nawet małych obszarów o odpowiednich własnościach. Obecnie takie technologie są już wykorzystywane, jednak tylko w produkcji niskoseryjnej.

Podsumowując wyniki zawarte w przedstawionym cyklu artykułów można stwierdzić, że przyczyniły się one do wyjaśnienia budowy krystalicznej warstw grafenowych, syntetyzowanych na polarnych powierzchniach węgla krzemu w wysokotemperaturowym procesie sublimacji. Uzyskano również atomowy obraz procesu interkalacji wodorem warstw grafenowych osadzonych pirolitycznie na stronie krzemowej SiC(0001). Dodatkowo zbadano strukturę defektową warstw, wskazując na możliwość uzyskania ułożenia AA, AB oraz ABC

w warstwach otrzymanych na stronie węglowej SiC(000 $\bar{1}$). Wykazano, że liniowe zależności dyspersyjne w pobliżu punktu K są możliwe do uzyskania tylko w przypadku ułożenia warstw w sekwencji AA, co ma związek z symetrią sześciokrotną tych struktur. Pozostałe dwa ułożenia warstw AB i ABC cechuje nieliniowa zależność dyspersyjna, powodująca pojawienie się masy i obniżenie ruchliwości nośników. W przypadku grubych warstw grafenowych otrzymanych na stronie węglowej SiC(000 $\bar{1}$) badania wykazały, że warstwy fragmentami posiadają ułożenie turbostratyczne AA'. Struktura taka ma związek z silnym zdefektowaniem i wzajemnym obrotem kolejnych warstw węglowych. W układach z obrotem warstw zachodzi tworzenie się granic między- i wewnątrzdomenowych. Określono budowę krystalograficzną granic powstających na skutek wzajemnego obrotu płaszczyzn węglowych. Teoretycznie określono zależności dyspersyjne dla pojedynczych i podwójnych płaszczyzn węglowych, wykluczając udział warstw podwójnych, ponieważ prowadziłoby to do nieliniowych zależności dyspersyjnych. Wyjaśniono więc zjawisko liniowych zależności dyspersyjnych, obserwowanych w pomiarach magnetycznych grubych warstw grafenu na stronie węglowej SiC(000 $\bar{1}$). Badania strukturalne wykazały duże zdefektowanie i niską jakość krystaliczną takich warstw. Ta cecha materiału grafenowego jest ogromną barierą dla zastosowań w elektronice wysokich szybkości.

Znaczenie wyników dla rozwoju wiedzy i zastosowań grafenu

Rozwój badań nad grafenem spowodował powstanie ogromnej literatury naukowej, w której liczba publikacji przekroczyła 10000 pozycji. Pomimo to istnieją ciągle obszary stosunkowo słabo zbadane. Jednym z istotnych kierunków badań zarówno dla fizyki jak i technologii oraz zastosowań grafenu jest budowa molekularna warstw otrzymywanych na węglu krzemu SiC. Istotny jest również związek pomiędzy własnościami strukturalnymi oraz własnościami elektronowymi, w tym dyspersja stanów elektronowych w pobliżu punktu K. Publikacje będące przedmiotem tej habilitacji w pewnym stopniu przyczyniły się do wyjaśnienia niektórych zagadnień. Znalazło to wyraz w akceptacji wybranych artykułów w wiodących czasopismach naukowych oraz w cytowaniach i odwołaniach literaturowych umieszczanych w patentach.

Innym istotnym aspektem uwzględnianym w zastosowaniach grafenu jest jakość krystaliczna warstw węglowych otrzymywanych na obydwu polarnych powierzchniach SiC, tzn. węglowej i krzemowej. Opisane wyniki wskazują na różną morfologię powierzchni tych warstw i odmienny mechanizm wzrostu. Artykuły zawarte w tym cyklu pozwoliły wyjaśnić sposób powstawania licznych domen na stronie węglowej i związaną z takim wzrostem wysoką gęstość defektów strukturalnych. Ma to istotne znaczenie dla technologicznie zaawansowanych zastosowań grafenu, w tym w technice obliczeniowej i szybkiej obróbce sygnałów. Przedstawione publikacje pozwoliły wyjaśnić również związek pomiędzy nietypową strukturą grafenu na stronie węglowej a eksperymentalnie obserwowanymi zależnościami dyspersyjnymi. Otrzymane charakterystyki krystalograficzne grafenu mają istotne znaczenie dla rozwoju technologii grafenu na podłożach SiC.

Wyrazem znaczenia przedstawionych wyników jest zaproszenie autorki do napisania artykułu przeglądowego w jednym z tomów Graphene Science Handbook [81], dotyczącego oceny własności grafenu w technologicznych zastosowaniach.

5. Przebieg pracy naukowej

5.1. Dorobek naukowy do uzyskania stopnia doktora nauk technicznych

Studia doktoranckie (1995-1999) odbywałam na Wydziale Inżynierii Materiałowej Politechniki Warszawskiej, w Zakładzie Podstaw Inżynierii Materiałowej, pod kierunkiem prof. dr. hab. Jana Kozubowskiego. Moja praca badawcza dotyczyła charakteryzacji defektów strukturalnych w arsenku galu wysokodomieszkowanym tellurem GaAs:Te przy użyciu transmisyjnej mikroskopii elektronowej TEM. Tematyka badawcza miała związek z badaniami wykonywanymi w projekcie dr. Tomasza Słupińskiego, w grupie prof. dr. hab. Romana Stępniewskiego z Wydziału Fizyki Uniwersytetu Warszawskiego. Pod koniec studiów doktoranckich wykonywałam badania TEM defektów strukturalnych w azotku galu domieszkowanym magnezem GaN:Mg. Materiałem badawczym były monokryształy GaN otrzymywane w Instytucie Wysokich Ciśnień PAN, w zespole dr hab. Izabelli Grzegory, prof. IWC PAN.

W trakcie studiów doktoranckich uczestniczyłam w dwóch konferencjach - XVII Conference on Applied Crystallography i XXV International School on Physics of Semiconducting Compounds, na których miałam prezentacje plakatowe [IIIB13, IIIB14]. W czasie studiów byłam również współautorką trzech prac naukowych [IIA63, IIA64, IIC19]. Lista publikacji i prezentacji z tego okresu jest zamieszczona w załączniku 4 pt. „Wykaz opublikowanych prac naukowych lub twórczych prac zawodowych”.

5.2. Dorobek naukowy po uzyskaniu stopnia doktora nauk technicznych

Po uzyskaniu stopnia doktora odbyłam 1.5 roczny staż podoktorski w Niemczech (2000-2001) na Uniwersytecie Erlangen-Norymberga, Department of Materials Science, w zespole prof. Horsta Strunka. W ramach projektu europejskiego IPAM (Interface Analysis at Atomic Level and Properties of Advanced Materials) wykonywałam badania TEM epitaksjalnych warstw azotkowych (GaN, AlGaN, InGaN, AlN). W trakcie stażu uczestniczyłam w dwóch konferencjach naukowych [IIB12] i byłam współautorką publikacji [IIC18]. Po stażu w 2002 r. zostałam zatrudniona w Centrum Badań Wysokociśnieniowych PAN „Unipress” (obecnie Instytut Wysokich Ciśnień), w zespole Wzrostu Kryształów kierowanym przez dr. hab. Izabellę Grzegory, prof. IWC PAN. Moja praca badawcza polegała na charakteryzacji mikroskopowej TEM wysokociśnieniowych kryształów GaN (domieszkowanych i niedomieszkowanych) oraz epitaksjalnych struktur azotkowych, otrzymywanych technikami MBE i MOCVD. Z tego okresu pochodzi 20 publikacji naukowych, w których jestem współautorką [IIA47 - IIA61, IIC13, IIC15 – IIC17]. Byłam również wykonawcą w Strategicznym Programie Rządowym Rozwój Niebieskiej Optoelektroniki realizowanym w Centrum Badań Wysokociśnieniowych - „Uruchomienie produkcji lasera półprzewodnikowego emitującego światło niebieskie o mocy 50 mW (GaN-InGaN) na podłożach z objętościowych kryształów GaN”. W 2006 r. zostałam zatrudniona w Instytucie Technologii Materiałów Elektronicznych (ITME), w zespole Epitaksji Związków Półprzewodnikowych, kierowanym przez dr. Włodzimierza Strupińskiego. Moja praca badawcza polegała na charakteryzacji mikroskopowej TEM struktur epitaksjalnych III-V (GaAs, GaN), struktur SiC i struktur węglowych na SiC. Z tego okresu pochodzi 19 publikacji naukowych [IIA22 - IIA35, IIC5 – IIC9] i 5 prezentacji plakatowych na konferencjach [IIIB7 - IIIB11]. Byłam również kierownikiem grantu Ministerstwa Nauki i Szkolnictwa Wyższego „Wzrost i charakteryzacja warstw węgla krzemu SiC na podłożach

krzemowych Si". Od 2008 r. jestem zatrudniona na Wydziale Fizyki Uniwersytetu Warszawskiego w Zakładzie Fizyki Ciała Stałego, w zespole kierowanym przez prof. dr. hab. Jacka Baranowskiego, a od 2010 r. przez prof. dr. hab. Romana Stępniewskiego. Z tego okresu pochodzą artykuły dotyczące badań strukturalnych warstw GaN [IIA17, IIA38, IIA44, IIC10] oraz grafenu na powierzchniach SiC, będące w części przedmiotem habilitacji [IIA5, IIA7, IIA18, IIA20]. Byłam wykonawcą w projekcie badawczym zamawianym MNiSzW „Badania strukturalne monokrystalicznego węgla krzemu oraz warstw epitaksjalnych ze szczególnym uwzględnieniem ilościowej charakterystyki defektów strukturalnych” oraz w projekcie FlowGraf Narodowego Centrum Badań i Rozwoju „Grafenowe, generacyjne czujniki przepływu”. Jestem opiekunką pracowni trawienia jonowego wysokiej rozdzielczości w CENT1 (Centrum Nowych Technologii UW). W skład pracowni wchodzi nowoczesny mikroskop elektronowy FIB/SEM oraz urządzenia służące przygotowaniu preparatów do mikroskopii TEM i SEM. Od 2010 r. jestem równocześnie zatrudniona w Instytucie Fizyki PAN, w zespole wzrostu MBE nanostruktur azotkowych, kierowanym przez prof. dr. hab. Zbigniewa Żytkiewicza. Moja praca badawcza polega na charakteryzacji mikroskopowej TEM struktur epitaksjalnych. Wyniki badań są zamieszczone w 10 publikacjach [IIA1, IIA4, IIA6 - IIA8, IIA10, IIA11, IIA13, IIA15, IIC3] i w 6 prezentacjach plakatowych na konferencjach [IIIB1 - IIIB6]. Jestem także kierownikiem grantu Narodowego Centrum Nauki „Wzrost metodą epitaksji z wiązek molekularnych oraz analiza zjawisk segregacji składników i ich wpływu na właściwości fizyczne warstw (Al,In,Ga)N”. Lista publikacji i prezentacji z tego okresu jest zamieszczona w załączniku 4 pt. „Wykaz opublikowanych prac naukowych lub twórczych prac zawodowych”.

5.3. Działalność w innych tematykach badawczych

W ramach pracy naukowej brałam udział w następujących badaniach prowadzonych w Zakładzie Fizyki Ciała Stałego na Wydziale Fizyki Uniwersytetu Warszawskiego:

- charakteryzacja kropek kwantowych InAs/GaAs; grupa dr. hab. Adama Babińskiego, prof. UW; wyniki są zamieszczone w 6 publikacjach naukowych [IIA14, IIA19, IIA27, IIA30, IIA37, IIC4],
- charakteryzacja warstw GaMnAs/GaAs zawierających cząstki magnetyczne; grupa prof. dr. hab. Dariusza Wasika; wyniki są zamieszczone w 5 publikacjach naukowych [IIA24, IIA33, IIA36, IIA43, IIA45],
- charakteryzacja fotonicznych struktur epitaksjalnych II-VI (CdTe, ZnTe)/GaAs; grupa dr. Wojciecha Pacuskiego; wyniki są zamieszczone w 2 publikacjach naukowych [IIA2, IIA3].

W ramach pracy naukowej współpracowałam z grupami badawczymi z Wydziału Chemii Uniwersytetu Warszawskiego i prowadziłam badania następujących materiałów:

- nanokapsułki Fe otoczone C (grafitem), nanorurki węglowe jedno- i wielościennie; grupa prof. dr. hab. Huberta Lange; wyniki są zamieszczone w 4 publikacjach naukowych [IIA23, IIA34, IIA35, IIA42] oraz w rozdziale w książce [RK2],
- nanocząstki złota Au; grupa prof. dr. hab. Ewy Góreckiej; wyniki są zamieszczone w publikacji [IIA29],
- nanocząstki srebra Ag; grupa prof. dr. hab. Magdaleny Skompskiej; wyniki są zamieszczone w publikacji [IIA16].

W ramach pracy naukowej współpracowałam z dr. inż. Ryszardem Sitkiem z Wydziału Inżynierii Materiałowej Politechniki Warszawskiej przy badaniach strukturalnych warstw TiAl/Ti₆Al₄V; wyniki są zamieszczone w publikacji [IIA9].

Lista opisanych publikacji jest zamieszczona w załączniku 4 pt. „Wykaz opublikowanych prac naukowych lub twórczych prac zawodowych”.

6. Literatura

- [1] P. Delhaes (ed.), *World of Carbon: Graphite and Precursors*, Gordon and Breach, Amsterdam (2001).
- [2] K. S. Novoselov, A. K. Geim, S. V. Morozov, D. Jiang, Y. Zhang, S. V. Dubonos, I. V. Grigorieva, and A. A. Firsov, *Science* **306**, 666 (2004).
- [3] A. K. Geim and K. S. Novoselov, *Nat. Mater.* **6**, 183 (2007).
- [4] A. K. Geim, Nobel lecture. Random walk to graphene. *Rev. Mod. Phys.* **83**, 851 (2011).
- [5] K. S. Novoselov, Nobel lecture. Graphene: materials in the flatland. *Rev. Mod. Phys.* **83**, 837 (2011).
- [6] M. I. Katsnelson and K. S. Novoselov, *Solid State Commun.* **143**, 3 (2007).
- [7] K. S. Novoselov, A roadmap for graphene, *Nature* **490**, 192 (2012).
- [8] R. J. Young, I. A. Kinloch, L. Gong, and K. S. Novoselov, *Compos. Sci. Technol.* **72**, 1459 (2012).
- [9] X. Wang, L. J. Zhi, and K. Müllen, *Nano Lett.* **8**, 323 (2008).
- [10] M. D. Stoller, S. J. Park, Y. W. Zhu, J. H. An, and R. S. Ruoff, *Nano Lett.* **8**, 3498 (2008).
- [11] F. Rana, *IEEE Trans. NanoTechnol.* **7**, 91 (2008).
- [12] T. Kuila, S. Bose, P. Khanra, A. K. Mishra, N. H. Kim, J. H. Lee, *Biosens. Bioelectron.* **26**, 4637 (2011).
- [13] P. R. Wallace, *Phys. Rev.* **71**, 622 (1947).
- [14] J. C. Slonczewski and P. R. Weiss, *Phys. Rev.* **109**, 272 (1958).
- [15] M. Wang, C. Yan and L. Ma, *Graphene Nanocomposites, Composites and Their Properties*, <http://www.intechopen.com> (2012).
- [16] A. H. Castro Neto, F. Guinea, N. M. R. Peres, K. S. Novoselov, and A. K. Geim, *Rev. Mod. Phys.* **81**, 109 (2009).
- [17] Z. Klusek, P. Dabrowski, P. Kowalczyk, W. Kozłowski, W. Olejniczak, P. Blake, M. Szybowski, T. Runka, *Appl. Phys. Lett.* **95**, 113114 (2009).
- [18] W. Liu, Ch-H. Chung, C.-Q. Miao, Y.-J. Wang, B. -Y. Li, L. -Y. Ruan, K. Patel, Y. -J. Park, J. Woo, Y. -H. Xie, *Thin Solid Films* **518**, S128 (2010).
- [19] A. J. Pollard, R. R. Nair, S. N. Sabki, C. R. Staddon, L. M. A. Perdigo, C. H. Hsu, J. M. Garfitt, S. Gangopadhyay, H. F. Gleeson, A. K. Geim, A. Gorling, *J. Phys. Chem A* **113**, 11565 (2009).
- [20] W. A. de Heer, C. Berger, X. Wu, P. N. First, E. H. Conrad, X. Li, T. Li, M. Sprinkle, J. Hass, M. L. Sadowski, M. Potemski, G. Martinez, *Solid State Comm.* **143**, 92 (2007).
- [21] K. S. Novoselov, E. McCann, S. V. Morozov, V. I. Falco, M. I. Katsnelson, U. Zeiter, D. Jiang, F. Schedin, and A. K. Geim, *Nat. Phys.* **2**, 177 (2005).
- [22] M. I. Katsnelson, K. S. Novoselov, and A. K. Geim, *Nat. Phys.* **2**, 620 (2006).
- [23] J. Hass, W. A. de Heer and E. H. Conrad. *J. Phys. Condens. Matter* **20**, 323202 (2008).
- [24] J. Hass, J. E. Millán-Otoya, P. N. First, and E. H. Conrad, *Phys. Rev. B* **78**, 205424 (2008).
- [25] C. Berger, S. Zhimin, L. Xuebin, W. Xiaosong, N. Brown, C. Naud, D. Mavou, L. Tianbo, J. Hass, A. N. Marchenkov, E. H. Conrad, P. N. First, and W. A. de Heer, *Science* **312**, 1191 (2006).
- [26] P. Mallet, F. Varchon, C. Naud, L. Magaud, C. Berger and J.-Y. Veillen, *Phys. Rev. B* **76**, 041403 (2007).

- [27] R. M. Tromp and J. B. Hannon, *Phys. Rev. Lett.* **102**, 106104 (2009).
- [28] M. Orlita, C. Faugeras, P. Plochocka, P. Neugebauer, G. Martinez, D. K. Maude, A.-L. Barra, M. Sprinkle, C. Berger, W. A. de Heer, and M. Potemski, *Phys. Rev. Lett.* **101**, 267601 (2008).
- [29] Y.-M. Lin, C. Dimitrakopoulos, K. A. Jenkins, D. B. Farmer, H.-Y. Chiu, A. Grill, Ph. Avouris, *Science* **327**, 662 (2010).
- [30] J. M. Cai, P. Ruffieux, R. Jaafar, M. Bieri, Th. Braun, S. Blankenburg, M. Muoth, A. P. Seitsonen, M. Saleh, X. L. Feng, K. Müllen, R. Fasel, *Nature* **466**, 470 (2010).
- [31] M. Y. Han, B. Ozyilmaz, Y. B. Zhang, and P. Kim, *Phys. Rev. Lett.* **98**, 206805 (2007).
- [32] W. Jaskólski, A. Ayuela, M. Pelc, H. Santos, and L. Chico, *Phys. Rev. B* **83**, 235424 (2011).
- [33] H. Santos, A. Ayuela, W. Jaskólski, M. Pelc, and L. Chico, *Phys. Rev. B* **80**, 035436 (2009).
- [34] L. A. Ponomarenko, F. Schedin, M. I. Katsnelson, R. Yang, E. W. Hill, K. S. Novoselov, A. K. Geim, *Science* **320**, 356 (2008).
- [35] C. Stampfer, E. Schurtenberger, F. Molitor, J. Güttinger, T. Ihn, K. Ensslin, *Nano Lett.* **8**, 2378 (2008).
- [36] T. Ohta, A. Bostwick, T. Seyller, K. Horn and E. Rotenberg, *Science* **313**, 951 (2006).
- [37] J. B. Oostinga, H. B. Heersche, X. L. Liu, A. F. Morpurgo, and L. M. K. Vandersypen, *Nature Mater.* **7**, 151 (2008).
- [38] D. C. Elias, R. R. Nair, T. M. G. Mohiuddin, S. V. Morozov, P. Blake, M. P. Halsall, A. C. Ferrari, D. W. Boukhvalov, M. I. Katsnelson, A. K. Geim, K. S. Novoselov, *Science* **323**, 610 (2009).
- [39] R. R. Nair, W. C. Ren, R. Jalil, I. Riaz, V. G. Kravets, L. Britnell, P. Blake, F. Schedin, A. S. Mayorov, S. Yuan, M. I. Katsnelson, H. M. Cheng, W. Strupinski, L. G. Bulusheva, A. V. Okotrub, I. V. Grigorieva, A. N. Grigorenko, K. S. Novoselov, A. K. Geim, *Small* **6**, 2877 (2010).
- [40] H. C. Schniepp, J.-L. Li, M. J. McAllister, H. Sai, M. Herrera-Alonso, D. H. Adamson, R. K. Prud'homme, R. Car, D. A. Saville, and I. A. Aksay, *J. Phys. Chem. B* **110**, 8535 (2006).
- [41] K. Kim, J. Y. Choi, T. Kim, S. H. Cho, and H. J. Chung, *Nature* **479**, 338 (2011).
- [42] K. P. Loh, Q. L. Bao, P. K. Ang, and J. X. Yang, *J. Mater. Chem.* **20**, 2277 (2010).
- [43] K. Z. Milowska, J. A. Majewski, *J. Phys. Chem. C* **118**, 17395 (2014).
- [44] J. Ślawinska, P. Dabrowski, I. Wlasny, Z. Klusek, I. Zasada, *Phys. Rev. B* **85**, 235430 (2012).
- [45] K. Z. Milowska, M. Wońska, M. Wierzbowska, *J. Phys. Chem. C* **117**, 20229 (2013).
- [46] Jakub Sołtys, rozprawa doktorska 2014 rok
Tytuł: Modelowanie własności fizycznych i wzrostu jedno i wielowarstwowego grafenu, izolowanego oraz na powierzchniach SiC; Instytut Wysokich Ciśnień Polskiej Akademii Nauk.
- [47] Y. Q. Wu, P. D. Ye, M. A. Capano, Y. Xuan, Y. Sui, M. Qi, J. A. Cooper, T. Shen, D. Pandey, G. Prakash, and R. Reifenger, *Appl. Phys. Lett.* **92**, 092102 (2008).
- [48] W. Strupiński, A. Drabińska, R. Bożek, J. Borysiuk, A. Wysmołek, R. Stępniewski, K. Kościwicz, P. Caban, K. Korona, K. Grodecki, P.A. Geslin and J. M. Baranowski, *Mater. Sci. Forum* **645-648**, 569 (2010).
- [49] The International Centre for Diffraction Data: ICDD No. 04-007-8496, graphite.
- [50] C. Riedl, C. Coletti, T. Iwasaki, A. A. Zakharov, and U. Starke, *Phys. Rev. Lett.* **103**, 246804 (2009).
- [51] F. Speck, J. Jobst, F. Fromm, M. Ostler, D. Waldmann, M. Hundhausen, H. B. Weber, and Th. Seyller, *Appl. Phys. Lett.* **99**, 122106 (2011).

- [52] S. Forti, K. V. Emtsev, C. Coletti, A.A. Zakharov, C. Riedla and U. Starke, *Phys. Rev. B* **84**, 125449 (2011).
- [53] C. Virojandara, A. A. Zakharov, R. Yakimova, and L. I. Johansson, *Surf. Sci.* **604**, L4 (2010).
- [54] W. Strupinski, K. Grodecki, A. Wyszomolek, R. Stepniewski, T. Szkopek, P. E. Gaskell, A. Grüneis, D. Haberer, R. Bozek, J. Krupka, and J. M. Baranowski, *Nano Lett.* **11**, 1786 (2011).
- [55] H. Hibino, S. Mizuno, H. Kageshima, M. Nagase, and H. Yamaguchi, *Phys. Rev. B* **80**, 085406 (2009).
- [56] T. Ohta, A. Botswick, J. L. McChesney, Th. Seyller, K. Horn, and E. Rotenberg, *Phys. Rev. Lett.* **98**, 206802 (2007).
- [57] P. A. Stadelmann, *Ultramicroscopy* **21**, 131 (1987).
- [58] W. Norimatsu and M. Kusunoki, *Phys. Rev. B* **81**, 161410(R) (2010).
- [59] J. W. González, H. Santos, M. Pacheco, L. Chico, and L. Brey, *Phys. Rev. B* **81**, 195406 (2010).
- [60] K. F. Mak, J. Shan, and T. F. Heinz, *Phys. Rev. Lett.* **104**, 176404 (2010).
- [61] J. C. Charlier, J. P. Michenaud, and X. Gonze, *Phys. Rev. B* **46**, 4531 (1992).
- [62] J. L. Tedesco, G. G. Jernigan, J. C. Culbertson, J. K. Hite, Y. Yang, K. M. Daniels, R. L. Myers-Ward, C. R. Eddy Jr., J. A. Robinson, K. A. Trumbull, M. T. Wetherington, P. M. Campbell, and D. K. Gaskill, *Appl. Phys. Lett.* **96**, 222303 (2010).
- [63] L. I. Johansson, S. Watcharinyanon, A. A. Zakharov, T. Iakimov, R. Yakimova, and C. Virojanadara, *Phys. Rev. B* **84**, 125405 (2011).
- [64] J. Hass, F. Varchon, J. E. Millán-Otoya, M. Sprinkle, N. Sharma, W. A. de Heer, C. Berger, P. N. First, L. Magaud, and E. H. Conrad, *Phys. Rev. Lett.* **100**, 125504 (2008).
- [65] A. Al-Temimy, C. Riedl, and U. Starke, *Appl. Phys. Lett.* **95**, 231907 (2009).
- [66] I. Forbeaux, J.-M. Themlin, A. Charrier, F. Thibaudau, and J.-M. Debever, *Appl. Surf. Sci.* **162–163**, 406 (2000).
- [67] S. Latil and L. Henrard, *Phys. Rev. Lett.* **97**, 036803 (2006).
- [68] S. Latil, V. Meunier, and L. Henrard, *Phys. Rev. B* **76**, 201402(R) (2007).
- [69] M. Aoki and H. Amawashi, *Solid State Commun.* **142**, 123 (2007).
- [70] K. Mak, J. Shan, and T. Heinz, *Phys. Rev. Lett.* **104**, 176404 (2010).
- [71] M. Orlita, C. Faugeras, J. Borysiuk, J. M. Baranowski, W. Strupinski, M. Sprinkle, C. Berger, W. A. de Heer, D. M. Basko, G. Martinez, and M. Potemski, *Phys. Rev. B* **83**, 125302 (2011).
- [72] F. Varchon, P. Mallet, L. Magaud, and J.-Y. Veillen, *Phys. Rev. B* **77**, 165415 (2008).
- [73] L. B. Biedermann, M. L. Bolen, M. A. Capano, D. Zemyanov, and R. G. Reifengerger, *Phys. Rev. B* **79**, 125411 (2009).
- [74] P. Simonis, C. Goffaux, P. A. Thiry, L. P. Biro, Ph. Lambin, and V. Meunier, *Surf. Sci.* **511**, 319 (2002).
- [75] J. M. Carlsson, L. M. Ghiringhelli, and A. Fasolino, *Phys. Rev. B* **84**, 165423 (2011).
- [76] K. Kim, Z. Lee, W. Regan, C. Kisielowski, M. F. Crommie, and A. Zett, *ACS Nano* **5**, 2142 (2011).
- [77] F. Hiebel, P. Mallet, L. Magaud, and J.-Y. Veillen, *Phys. Rev. B* **80**, 235429 (2009).
- [78] O. V. Yazyev and S. G. Louie, *Nature Mater.* **9**, 806 (2010).
- [79] M. Sprinkle, D. Siegel, Y. Hu, J. Hicks, A. Tejada, A. Taleb-Ibrahimi, P. Le Fe`vre, F. Bertran, S. Vizzini, H. Enriquez, S. Chiang, P. Soukiassian, C. Berger, W. A. de Heer, A. Lanzara, and E. H. Conrad, *Phys. Rev. Lett.* **103**, 226803 (2009).
- [80] S. Krukowski, J. Sołtys, J. Borysiuk, and J. Piechota, *J. Cryst. Growth* **401**, 869 (2014).
- [81] M. Aliofkhaezrai, N. Ali, W. I. Milne, C. S. Ozkan, S. Mitura, J. L. Gervasoni (ed.), *Graphene Science Handbook*, vol. 6 Applications and Industrialization, art. 21 (w druku)

Jolanta Borysiuk, Jakub Soltys: An impact of the structural properties of graphene on SiC surfaces on their electronic applications - an assessment
Wydawca: CRC Press Taylor and Francis Group, 2016 r. ISBN: 9781466591189

